

Über die Mikrohärtigkeit von Glasoberflächen

INAUGURAL-DISSERTATION

zur

Erlangung der Doktorwürde

der

Hohen Naturwissenschaftlichen Fakultät

der

Ludwig-Maximilians-Universität

zu München



vorgelegt von

Peter Joos

aus Jena

Berichterstatter: Professor Dr. WALTHER GERLACH

Tag der mündlichen Prüfung: 4. Dez. 1957

Über die Mikrohärtigkeit von Glasoberflächen

Von PETER JOOS

Mit 13 Textabbildungen

(Eingegangen am 23. August 1957)

1. Einleitung

Bei den mechanischen Eigenschaften des Glases ist besonders auffallend, daß die Bruchfestigkeit geringer als die Fließfestigkeit ist. Bei Festigkeitsuntersuchungen bricht die Glasprobe, bevor eine plastische Verformung eingetreten ist. Die entstehenden Bruchflächen passen genau aufeinander, wie es KERKHOFF, SEELIGER und WESTPHAL [1] an Bruchflächen, die durch Ultraschall erzeugt wurden, zeigen konnten. Wegen dieser Eigenschaft wird Glas spröde genannt. PRESTON [2] definierte als spröde Substanzen diejenigen, die einen hohen Elastizitätsmodul und eine

gute Zugfestigkeit haben und die beim Bruch kein Fließen zeigen.

Anders als das kompakte Material verhält sich Glas bei Mikrohärteprüfungen. Unter Mikrohärte versteht man die Festigkeit in kleinen Bereichen gegen das Eindringen eines härteren Materials, einer Stahlkugel oder eines Diamanten. Die gleiche Beanspruchung des Glases hat man beim Ritzen. Wird die Oberfläche einer Glasprobe mit einer Diamantspitze unter geringer Belastung geritzt, so ist die Ritzspur frei von Rissen und Brüchen. Es ist eine plastisch eingeprägte Spur. Mit zunehmender Belastung treten

dann kleine Glasfäden, sog. Ritzlocken auf, wie in Abb. 1 eine neben der Ritzspur zu sehen ist. Diese Ritzlocken sind sehr leicht zu beobachten, wurden jedoch erst 1942 von RYSCHKEWITSCH [3] beschrieben. Solche Ritzlocken entstehen beim Bearbeiten von Metallen und anderen plastisch verformbaren Materialien und können nur über eine plastische Verformung entstehen.

Weiter wird beim Kreuzen zweier Ritzspuren die erste Spur durch die zweite an der Kreuzungsstelle verschmiert [4], was auch nur bei plastischer Verformung möglich ist. Glas verhält sich bei den oben beschriebenen Beanspruchungen nicht mehr spröde.

Die plastische Verformung ist technisch beim Polieren der Gläser sehr wichtig, denn nur über ein Verschmieren der Ritzspuren der Polierkörner kann eine auch mikroskopisch glatte Oberfläche erzeugt werden. SMEKAL [5] führte die Mikrohärtprüfung beim Glas als Modellversuch des Polierens ein. Über die beobachtete Plastizität können die Spuren ausgeglättet werden. Dies liefert eine rein physikalische Erklärung des Poliervorganges. Schöne elektronenmikroskopische Aufnahmen des Poliervorganges sind in der Arbeit von BRÜCHE und POPPA [6] enthalten. Im Gegensatz hierzu stehen die Betrachtungen von GREBENSCHTSCHIKOW [7] und KATSCHALOW [8], die zusätzlich einen chemischen Vorgang beim Polieren annehmen. An der Oberfläche der Gläser bilden sich durch die Aufnahme von Wasser Gelschichten von 10 bis 350 Å Dicke. Diese Gelschicht soll beim Polieren an den hervorragenden Stellen mechanisch von dem sich darunter befindlichen Glas abgerissen werden. An den freigewordenen Stellen sollen sich sofort neue Gelschichten bilden, die so lange abgetragen werden, bis eine glatte Oberfläche entsteht.

Berechnet man den Druck, unter dem bei der Mikrohärtmessung die plastische Verformung auftritt, so erhält man Werte, die oberhalb der Bruchgrenze des kompakten Materials liegen. Die experimentelle Bruchgrenze ist bei Glas um einige Zehnerpotenzen niedriger als die theoretische, aus anderen mechanischen Konstanten abgeleitete Bruchgrenze. Als theoretischen Wert kann man grob $0,2 E$ annehmen, wobei E den Elastizitätsmodul bedeutet. Dies heißt, daß die Atome von ihren Nachbarn weit genug entfernt sind, um die Anziehungskräfte zu überwinden, wenn der Abstand zweier Netzebenen um 20% vergrößert wurde. Dies gibt für Glas eine theoretische Bruchfestigkeit von 1000 kp/mm^2 . OROWAN [9] gibt für diese Bruchfestigkeit eine Ableitung an, die die Arbeit zur Schaffung der neuen Oberfläche berücksichtigt. Er erhält für die Bruchspannung $\sigma = \sqrt{\frac{E\alpha}{a}}$, wobei α die Oberflächenenergie und a den Abstand zweier Atome bedeutet. Beim Einsetzen der entsprechenden Größen erhält man ebenfalls einen Wert von ungefähr 1000 kp/mm^2 . Die experimentellen Werte liegen bei 10 kp/mm^2 für die Zugbeanspruchung und 100 kp/mm^2 bei Druckbelastung.

Die bisherige Erklärung für das Überschreiten der experimentellen makroskopischen Bruchgrenze in mikroskopischen Bereichen und die Annäherung an den theoretischen Festigkeitswert beruhte auf der Theorie von GRIFFITH [10]. Für die viel zu niedrigen experimentellen Werte gibt GRIFFITH folgende Er-

klärung: Es sollen sich an der Oberfläche jedes Materials kleine Risse submikroskopischer Breite und einer Länge der Größenordnung μ befinden, die bei Belastung durch Kerbwirkung lokal einen wesentlich höheren Zug erzeugen. Die mechanische Festigkeit wird so scheinbar herabgesetzt, da nur der integrale Zug bekannt ist. Zur Unterstützung dieser Theorie werden die Messungen von REINKOBER u. a. [11] herangezogen. REINKOBER beobachtete eine sehr starke Zunahme der Zerreißfestigkeit von Quarzfäden mit Abnahme des Durchmessers bis in die Größenordnung μ . Extrapoliert liefert diese Kurve den theoretischen Wert, was durch das Vorhandensein von weniger Griffith-Rissen in den Proben mit kleinem Durchmesser erklärt wurde. Bei Ritzversuchen sollten nun in diesen kleinen Bereichen eben-

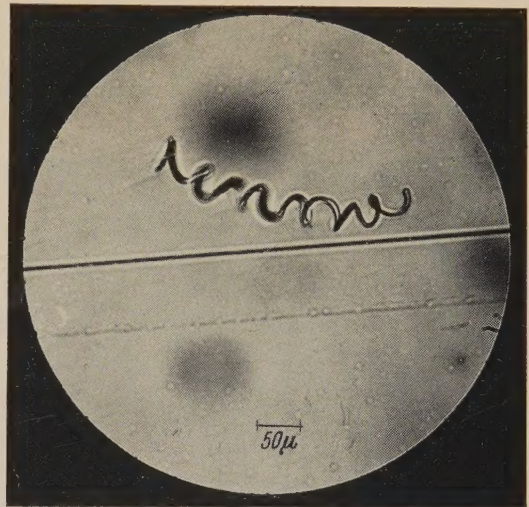


Abb. 1. Ritzlocke aus Glas

falls weniger Fehlstellen getroffen werden und somit auch gegenüber dieser Beanspruchung eine größere mechanische Festigkeit erreicht werden und der sonst nicht beobachtbare Fließdruck in Erscheinung treten.

Dagegen konnten BATESON und PRESTON [12] in neueren Messungen zeigen, daß die Zunahme der Zerreißfestigkeit nicht durch den Fadendurchmesser verursacht wird, sondern auf der verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeit bei der Herstellung der Fäden beruht, denn bei exakt gleichen Abkühlungsgang war eine Zunahme nicht mehr vorhanden. Durch diese Messungen sind alle bisherigen nur auf die Dimension gegründeten Erklärungsversuche fraglich geworden.

2. Problemstellung

Angesichts dieser Widersprüche wurde in der vorliegenden Arbeit das Problem noch einmal und von einer ganz anderen Seite beleuchtet. Es soll der bisher nicht berücksichtigte Einfluß der Oberflächenschicht experimentell eingehend untersucht werden. Es sind nämlich alle bisherigen Versuche in gewöhnlicher Atmosphäre durchgeführt worden, bei der bekanntlich sämtliche Glassorten, auch Quarzglas, Wasser ad- und absorbieren. Die Wassermoleküle diffundieren dabei ins Innere. Das Wasser an der Oberfläche adsorbiert Gase aus der Umgebung und auch Fette, die in sehr geringer Konzentration immer vorhanden sind.

JOFFÉ [13] beobachtete eine Erhöhung der Plastizität von Steinsalzkristallen in Salzlösung. Eine

neuere Arbeit von GÜNTHER und ERDMANN-JESNITZER [14] bringt quantitative Angaben über die Zunahme der Plastizität bei gleichzeitiger Abnahme der Festigkeit von Steinsalz durch umgebendes Wasser. Sie erklären diesen Einfluß mit der Annahme, daß das Wasser das Steinsalz an entstehenden Kerben löst

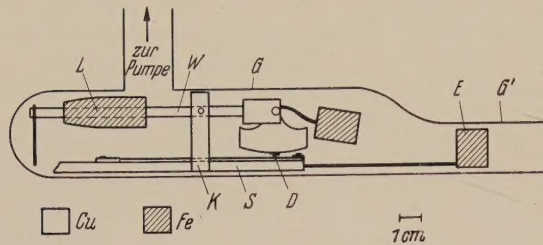


Abb. 2. Apparatur

und das Steinsalz dann wieder auskristallisiert. BARNES [15] und andere Autoren vermuteten dagegen ein Mitwirken des in den Kristall an Fehlstellen eingelagerten Wassers.

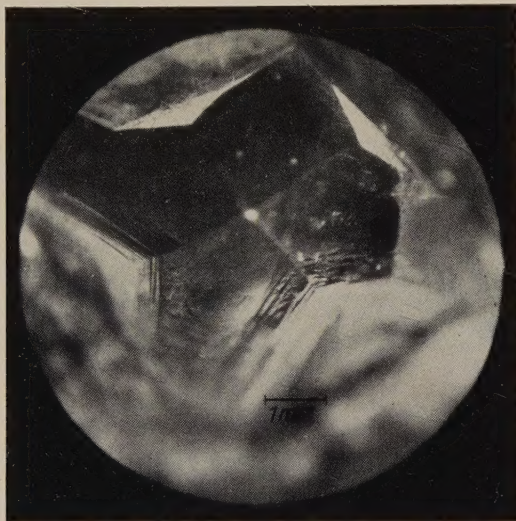


Abb. 3. Spitze des Diamanten

Über den Einfluß einer umgebenden Wasseratmosphäre auf die mechanischen Eigenschaften der Gläser liegen zahlreiche Messungen vor; immer führt das Wasser zu einer Erniedrigung der mechanischen Festigkeit [16]. Interessant ist auch, daß man im Hochvakuum an ausgeheizten Glasapparaturen nie langsame Sprünge beobachtet hat. (Bekanntlich treten in Glas langsame Sprünge mit einer Fortpflanzungsgeschwindigkeit von der Größenordnung cm/sec und schnelle mit 200 bis 300 m/sec [17] auf.)

Will man den Einfluß des in das Glas hineindiffundierten Wassers untersuchen, so kann man entweder die Wassermoleküle im Glas durch Abkühlen einfrieren, oder aber man entfernt das Wasser durch Ausheizen in einer wasserfreien Atmosphäre. Beim Ausfrieren kann man nicht entscheiden, ob nicht gleichzeitig die eventuell unter sehr hohem Druck vorhandene Beweglichkeit der glasbildenden Ionen eingefroren wird. Aus diesem Grund wurde die zweite Möglichkeit in dieser Untersuchung verfolgt. Die Glasprobe wurde im Hochvakuum ausgeheizt, da die Entfernung des abgegebenen Wassers und die Kontrolle des Wasserdampfdruckes wesentlich leichter ist

und andererseits durch Ausfrieren mit flüssiger Luft dieser Wasserdampfdruck sehr erheblich herabgesetzt werden kann. Dabei reicht die Wärmeleitung über die Halterung aus, die Probe auf die zum Ausheizen des Glases notwendige Temperatur zu bringen.

3. Versuchsdurchführung

Die verwendete Apparatur mußte sowohl das Ritzten der Glasprobe im Vakuum als auch das Erhitzen dieser Probe auf 500° C ermöglichen. In Vorversuchen wurde Glas in Luft und im Hochvakuum bei einem Druck kleiner als 10^{-7} Torr nach Ausheizen der Probe mit einem Siliziumkarbidkristall geritzt. Auf Grund der hierbei gewonnenen Erfahrungen wurde die abgebildete Apparatur gebaut (Abb. 2).

In dem Kupferblock K ist der Waagebalken W drehbar gelagert. Auf der einen Seite dieses Waagebalkens ist der Diamant D montiert, auf der anderen Seite befindet sich das Laufgewicht L aus Eisen als Gegengewicht. Es konnte magnetisch von außen verschoben werden und so das Auflagegewicht zwischen 0 und 25 p variiert und beim Ausheizen der Diamant ganz von der Probe abgehoben werden. Der Diamant D war in Kupfer gefaßt, das auch bei einer Temperatur von 500° C einen festen Halt gab. Es wurde ein natürlicher, nicht angeschliffener Kristall verwendet. Die ritzende Spitze ist in Aufsicht in Abb. 3 wiedergegeben.

Die Glasprobe wurde auf dem Schiffchen S zwischen zwei Kupferbacken eingespannt. Durch das Eisenstückchen E konnte dieses Schiffchen ebenfalls von außen mit einem Magneten bewegt und so die Probe unter dem Diamanten verschoben werden. Geführt wurde das Schiffchen durch das Eisenstückchen in dem Glasrohr G' und in der Aussparung im Kupferblock K.

Die ganze Apparatur war in Jenaer Geräteglas eingeschmolzen, der Kupferblock K durch zwei Wolframstifte gegen Verschieben und mit vier Kupferstangen gegen Verkanten in dem Glasrohr G gesichert. Das Auswechseln der Glasprobe erfolgte durch Aufblasen und Wiederverschmelzen des Glasrohres G'. Dieses Verfahren ist zwar das einzig einwandfreie, für Massenversuche ist es allerdings etwas schwerfällig. Zum Evakuieren wurde eine Quecksilberdiffusionspumpe mit Vorpumpe verwendet.

Um in der Apparatur einen bestimmten Wasserdampfdruck einstellen zu können, befand sich an der Vakuumapparatur ein Wassergefäß. In dieses Gefäß ragte eine Kühlfalle, mit der durch Ausfrieren des Wasserdampfes mit flüssiger Luft das eingefüllte doppeltdestillierte Wasser im Vakuum nochmals vor dem Einlaß in die Apparatur gereinigt werden konnte.

Vor Einlaß des Wasserdampfes wurde die Apparatur gegen die Pumpe abgesperrt und die zum Ausfrieren verwendete flüssige Luft entfernt. Zusätzlich zum Wasserdampfdruck war also immer noch der Sättigungsdampfdruck des Quecksilbers vorhanden. Das Quecksilber diffundiert jedenfalls nicht in das Glas hinein, so daß eine Störung des Versuches durch das Quecksilber von vornherein nicht zu erwarten ist. Dies wurde kontrolliert, indem einmal mit Pumpenkühlfalle, einmal ohne Pumpenkühlfalle geritzt wurde. Die Ritzspuren zeigten keinen Unterschied.

Die gesamte Apparatur wurde in einem Ofen auf 500°C erwärmt. Die Aufheizzeit betrug etwa 1 Std. Diese Temperatur wurde über 2 Std konstant gehalten. Der Gesamtdruck war hierbei kleiner als 10^{-3} Torr. Am Ende der Ausheizzeit wurde zusätzlich mit flüssiger Luft ausgefroren, so daß der Wasserdampfdruck in der Apparatur, der allein für das Entweichen des Wassers aus dem Glase bestimmend ist, nur noch durch das von den nichtausgeheizten Glasteilen zwischen Apparatur und Kühlfalle abdiffundierte Wasser gegeben war. Nachdem die Apparatur

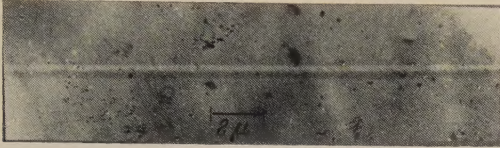


Abb. 4. Ritzspur in Luft

unter 200°C abgekühlt war, wurde der Ofen entfernt und $1\frac{1}{2}$ Std bis zum Ritzen der Temperatursgleich abgewartet.

Als Glasproben wurden Mikroskopobjektträger verwendet, die in Streifen von 76 mm Länge und etwa 7 mm Breite geschnitten wurden. Dieses Glas besteht zu etwa 76% aus SiO_2 , 15% Na_2O und 9% CaO [18].

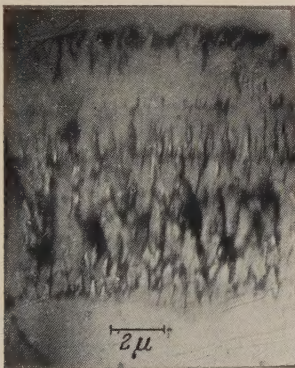


Abb. 5. Ritzspur im Vakuum

Es wurden 30 Versuchsreihen durchgeführt, die alle übereinstimmende Ergebnisse lieferten, die Bilder stellen herausgegriffene Beispiele dar.

4. Ergebnisse

Vor und nach jedem Ausheizen wurde die Stellung des Diamanten kontrolliert, indem eine nichtausgeheizte Probe in Luft geritzt wurde. (Da Kupfer einen 15mal so großen Ausdehnungskoeffizienten wie Diamant hat, war es denkbar, daß der Diamant seine Lage ändert.) Die elektronenmikroskopische¹ Aufnahme (Abb. 4) zeigt in 2500facher Vergrößerung eine derartige Ritzspur. Die Ritzspur ist frei von Brucherscheinungen. Es handelt sich um eine plastisch eingepreßte Spur. Von der Probe wurde nach dem Verfahren von KÖNIG [19] ein Platin oxydabdruck hergestellt, der durch Verdampfen von Kohle nach BRADLEY [20] verstärkt wurde.

Abb. 5 zeigt bei gleicher Vergrößerung die entsprechende Aufnahme einer Spur, die im Hochvakuum geritzt wurde, Abb. 6 ist die lichtmikro-

skopische Aufnahme einer solchen Spur. Diese Spur ist durch herausgesprengte Glasstücke gebildet. Sie ist wesentlich breiter als die Spitze des Diamanten, da die Sprünge an der Spitze des Diamanten beginnen und dann seitwärts laufen. Hier ist keine plastische Verformung zu erkennen.

Nachdem die beiden Enden der Probe im Hochvakuum geritzt worden waren, wurde in die Apparatur Wasserdampf von etwa 1 Torr eingelassen. Hat die

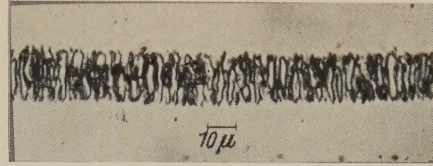


Abb. 6. Ritzspur im Vakuum

Probe eine bestimmte Zeit im Wasserdampf gestanden, wurden in verschiedenen Zeitabständen auf der gleichen Probe Ritzspuren angebracht. So konnte auf

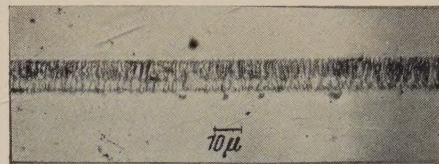


Abb. 7. Ritzspur im Wasserdampf, 1,5 min Einwirkzeit

einer Probe die Änderung der Ritzspur mit der Einwirkzeit des Wassers beobachtet werden, was in den folgenden Bildern gezeigt wird.

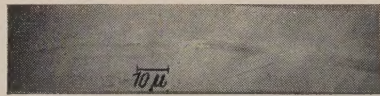


Abb. 8. Ritzspur im Wasserdampf, 6 min Einwirkzeit

Hat die Probe 1,5 min im Wasserdampf gestanden und wurde im Wasserdampf geritzt, so ist, wie in Abb. 7 zu sehen ist, die Ritzspur nicht wesentlich

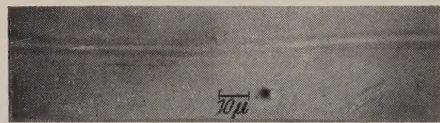


Abb. 9. Ritzspur im Wasserdampf, 30 min Einwirkzeit

gegenüber der in Abb. 6 verändert. Sie ist etwas schmaler, was auf eine Plastizität der obersten Schicht deutet. Aber nach 6 min Einwirken des Wasserdampfes und Ritzen im Wasserdampf erhält man bereits die plastische Spur der Abb. 8. Abb. 9 zeigt, daß nach 30 min diese plastische Spur noch ausgeprägter wird. Genau so sehen die Ritzspuren auf nichtausgeheizten Proben aus. Es ist also genügend Wasser beim Ritzen vorhanden. AINSWORTH [21] untersuchte die Mikrohärtigkeit durch Eindrücken eines Diamanten auch an frischen Glasoberflächen eine halbe Stunde nach ihrer Erzeugung in einer wasserhaltigen Atmosphäre. Er arbeitete also gerade unter diesen Bedingungen.

Beim Ritzen der Spur der Abb. 10 hat die Probe ebenfalls eine halbe Stunde im Wasserdampf gestanden, jedoch wurde im Gegensatz zu Abb. 9 vor

¹ Die Aufnahme wurde mit der elektronenoptischen Bank aus dem Laboratorium H. SEEMANN aufgenommen.

dem Ritzen wieder evakuiert. Es treten erneut Brüche auf, die Plastizität ist wieder verschwunden. Um zu prüfen, ob dieser Unterschied immer auftritt, wurde nach 2 Std Einwirkzeit des Wasserdampfes nochmal einmal im Wasserdampf, einmal im Vakuum geritzt. Abb. 11 zeigt die im Wasserdampf geritzte Spur, Abb. 12 die im Vakuum. Beide Spuren sind plastisch eingepreßt. Nach dieser Zeit hat also das Glas so viel Wasser absorbiert, daß beim Ritzen kein Wasser mehr nachdiffundieren muß.

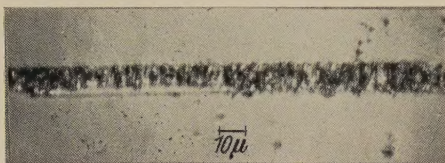


Abb. 10. Ritzspur im Vakuum, 30 min Einwirkzeit des Wasserdampfes

Um die Eindringtiefe des Diamanten zu messen, wurde mit derselben Probe von der Spur der Abb. 9 eine interferenzmikroskopische Aufnahme nach To-

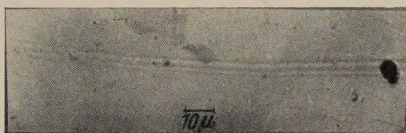


Abb. 11. Ritzspur im Wasserdampf, 120 min Einwirkzeit

LANSKY angefertigt. Die Probe und eine Referenzplatte wurden mit Silber bis zu einer Durchlässigkeit von 3% bedampft und in Durchstrahlung mit der

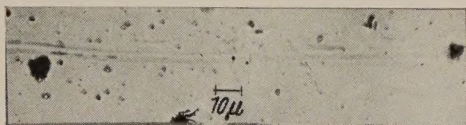


Abb. 12. Ritzspur im Vakuum, 120 min Einwirkzeit des Wasserdampfes

grünen Quecksilberlinie bei 120facher Vergrößerung die Linienverschiebung an der Ritzspur beobachtet. Abb. 13 ist die zweifache Nachvergrößerung des er-



Abb. 13. Interferenzmikroskopische Aufnahme der Spur der Abb. 9

haltenen Bildes. Die Eindringtiefe beträgt hiernach 0,01 bis 0,04 μ . Von den Spuren, die durch Bruch entstehen, konnten keine Aufnahmen erhalten werden, da die Streuung an den Glassplittern zu groß ist, und nur ein dunkler Streifen zu sehen ist.

5. Diskussion der Ergebnisse

Aus den oben beschriebenen Versuchen ersieht man, daß die plastische Verformung erst durch die Anwesenheit von Wasser im Glas und in der umgebenden Atmosphäre ermöglicht wird. Entfernt man das Wasser, tritt keine plastische Verformung mehr ein und die Oberfläche verhält sich spröde wie das kompakte Material.

Den Vorgang der plastischen Verformung hat man sich folgendermaßen vorzustellen:

Glas besteht aus einem Netzwerk von Kationen, den sog. Glasbildnern, und Sauerstoff. Bei diesem Netzwerk ist im Gegensatz zu dem der Kristalle der Abstand der Atome und die Richtung der Bindung in einem gewissen Bereich variabel. Die Dichte der Gläser ist immer kleiner als die der entsprechenden Kristalle. Der Raum ist also weniger ausgefüllt. Dadurch können in dieses Netzwerk zusätzliche Fremdatome eingelagert werden oder durch dieses Netzwerk hindurchdiffundieren.

Besonders auffällig ist die große Aufnahmefähigkeit von Wasser. KALLER [22] gibt für die Einlagerung des Wassers folgendes Schema an: Die hineindiffundierten Wassermoleküle werden dissoziiert. Es entstehen Wasserstoffionen, die Alkaliatome ersetzen können und mit dem SiO_2 ein Wasserstoffglas bilden. Dieses Wasserstoffglas ist aus SiOH aufgebaut. An dieser Verbindung werden nun weitere Wassermoleküle angelagert. Es entstehen Riesenmoleküle aus $\text{SiOH} \cdot \text{H}_2\text{O}$, was einem Kieselgel entspricht. Es besteht die Wechselwirkung



Diese Kieselgelschicht ist nun plastisch verformbar. Unter Druck findet obige Reaktion zusätzlich statt. Es wird, soweit vorhanden, weiteres Wasser von außen eingebaut. Das Wasser, das bereits im Glas eingelagert ist, kann tiefer in das Glas hineindiffundieren und so auch in tieferen Schichten eine plastische Verformung ermöglichen.

6. Das Polieren der Gläser

Auf Grund dieser Ergebnisse kann auch das Polieren der Gläser erklärt werden.

Beim Polieren der Gläser kommt der Gelschicht, die sich auf allen Gläsern befindet, auch auf Quarzglas, eine entscheidende Rolle zu, wie es bereits von den russischen Autoren [7], [8] vermutet wurde. Ihrer Vorstellung, daß an den erhöhten Stellen die Gelschicht abgerissen und die sich neubildenden Gelschichten bis zur völligen Einebnung abgetragen werden, kann aber nicht zugestimmt werden. Statt dessen gelten für diese Gelschichten die Betrachtungen von SMEKAL über das Polieren der Gläser. Die Oberfläche des Glases wird erst durch das Wasser plastisch, wie SMEKAL es für das reine Glas annahm.

Beim Polieren wird also die plastische Oberflächengelschicht eingeebnet, bis eine glatte Oberfläche entsteht.

Das Polieren sollte nur in Anwesenheit von Wasser durchgeführt werden, wie es normalerweise immer geschieht. Die Trockenpolitur kann nur zu gutem Erfolg führen, wenn das Glas bereits genügend Wasser absorbiert hat oder aber der Wasserdampfdruck der umgebenden Atmosphäre zum Bilden der Gelschicht ausreicht.

Zusammenfassung

Es wurde experimentell das Ritzen von Gläsern verglichen, wenn a) der Ritzvorgang in feuchter Atmosphäre, b) im Hochvakuum nach Ausheizen des Glases erfolgt. Es ergibt sich bei a) plastische Ver-

formung, bei b) rein sprödes Verhalten. Die Wiederherstellung der plastischen Verformbarkeit nach dem Ausheizen durch erneutes Zulassen von Wasserdampf erfolgte in einigen Minuten.

Herrn Professor Dr. WALTHER GERLACH möchte ich für das stete fördernde Interesse, das er dieser Arbeit entgegenbrachte, meinen tiefen Dank aussprechen.

Literatur: [1] KERKHOFF, F., R. SEELIGER u. W. WESTPHAL: *Glastechn. Ber.* **22**, 261 (1955). — [2] PRESTON, F. W.: *J. Amer. Ceram. Soc.* **15**, 176 (1932). — [3] RYSCHKEWITSCH, E.: *Glastechn. Ber.* **20**, 166 (1942). — [4] KLEMM, W., u. H. SMEKAL: *Naturwiss.* **29**, 688 (1941). — [5] SMEKAL, H.: *Naturwiss.* **30**, 224 (1942). — *Glastechn. Ber.* **23**, 362 (1950). — Vortrag im Fachausschuß I der DGG am 27. Okt. 1954. Mikroiinterferometrische und übermikroskopische Ergebnisse über die Mikroplastizität von Silikatgläsern. — [6] BRÜCHE, E., u. H. POPPA: *Z. angew. Phys.* **8**, 486 (1956). — [7] GREBENSCHTSCHIKOW, J. W.: *Sozialistischer Aufbau und Wissenschaft (UdSSR)* Nr. 2, S. 22, 1935. — [8] KATSCHALOW, N. N.: *Verh. Akad. der Wiss. UdSSR., Moskau-Leningrad 1946*. — [9] OROWAN, E.: *Inst. Engineers a. Shipbuilders Scotland*

89, 165 (1945/46). — [10] GRIFFITH, A. A.: *Phil. Trans. Roy. Soc. Lond. Ser. A* **221**, 163 (1920). — *Internat. Congr. for Appl. Mech.*, Delft 1924, S. 61. — [11] REINKOBER, Ö.: *Phys. Z.* **32**, 243 (1931) und zahlreiche neuere Arbeiten anderer Autoren an verschiedenen Glassorten. — [12] BATESON, S.: *Soc. Glass. Techn.* **37**, 302T (1953). — PRESTON, F. W.: *Bull. Amer. Ceram. Soc.* **33** (1954). — [13] JOFFÉ, A., M. W. KIRPITSCHewa u. M. A. LEWITZKY: *Z. Physik* **22**, 286 (1924). — [14] GÜNTHER, F., u. F. ERDMANN-JESNITZER: *Z. Elektrochem.* **60**, 85 (1956). — [15] BARNES, R. B.: *Naturwiss.* **24**, 193 (1933). — [16] PRESTON, F. W.: *J. Appl. Phys.* **13**, 623 (1942). — BAKER, T. C., and F. W. PRESTON: *J. Appl. Phys.* **17**, 179 (1946). — SCHURKOV, S.: *Phys. Z. Sowjet.* **1**, 123 (1923). — [17] STANWORTH, J. E.: *Physical Properties of Glass*, S. 69–74. Oxford 1950. — [18] Diese Zusammensetzung wurde dem Artikel von E. BRÜCHE u. G. SCHIMMEL [*Z. angew. Phys.* **7**, 378 (1955)] entnommen. In der prinzipiellen Zusammensetzung wird sich das verwendete Glas nicht von dem untersuchten unterscheiden. — [19] HELWIG, G., u. H. KÖNIG: *Optik* **7**, 294 (1950). — [20] BRADLEY, D. E.: *Brit. J. Appl. Phys.* **5**, 65 (1954). — [21] AINSWORTH, L.: *J. Soc. Glass Techn.* **38**, 479, 501, 536 (1954). — [22] KALLER, A.: *Silikattechn.* **7**, 380 (1956).

Dipl.-Phys. PETER JOOS,
I. Physikalisches Institut der Universität München

LEBENS LAUF

Ich, PETER GEORG JOOS, wurde am 18. Dezember 1927 als drittes Kind des Universitätsprofessors Dr. GEORG JOOS und seiner Ehefrau HEDWIG, geb. BRUCKLACHER, in Jena geboren. Die Volksschule besuchte ich von 1934 bis 1935 in Jena, von 1935 bis 1938 in Göttingen, wohin mein Vater 1935 berufen wurde. 1938 trat ich in die Oberschule für Jungen in Göttingen ein. Als mein Vater 1941 in die Geschäftsleitung der Firma Carl Zeiß in Jena berufen wurde, wechselte ich zur dortigen Oberschule für Jungen über. Im Juli 1943 wurde ich als Luftwaffenhelfer zur Flak eingezogen. Im Dezember 1944 erhielt ich den Vorsemestervermerk und wurde im Januar 1945 zum Wehrdienst eingezogen. Unmittelbar nach der Rückkehr aus Kriegsgefangenschaft besuchte ich vom Januar 1946 ab die 8. Klasse der Oberschule für Jungen in Heidenheim/Brenz und bestand dort das Abitur im Juli 1946.

Vom August 1946 bis Juli 1947 arbeitete ich als Hilfsarbeiter im Röhrenentwicklungslabor der Firma Telefunken, Röhrenwerk Ulm. Im Wintersemester 1947/48 leistete ich dann meinen Aufbaudienst und begann im Sommersemester 1948 das Studium der Physik. Ich studierte an der Universität München und Universität Boston.

Seit dem Vordiplom im Jahre 1951 arbeite ich im I. Physikalischen Institut unter Leitung von Professor Dr. WALTHER GERLACH. Im Februar 1954 bestand ich die Diplomhauptprüfung mit sehr gut. Ein Teil der Diplomarbeit wurde in der Zeitschrift für Kristallographie veröffentlicht¹.

Im Herbst 1953 wurde ich als wissenschaftliche Hilfskraft angestellt und bin seit 1. November 1955 Verwalter einer wissenschaftlichen Assistentenstelle am I. Physikalischen Institut.

¹) Joos, P.: Laue-Klasse und Raumgruppe von Thymol, $C_{10}H_{14}O$, Z. Kristallogr. **107**, 3 (1956).

